

2/19/1 DIALOG(R)File 351:Derwent WPI (c) 2005 Thomson Derwent. All rts. reserv.

013981969

WPI Acc No: 2001-466183/200151

XRAM Acc No: C01-140779

**High strength hardenable corrosion-resistant spring steel
used for spring elements contains alloying additions of nickel, chromium,
titanium and beryllium**

Patent Assignee: VACUUMSCHMELZE GMBH (VACS); VACUUMSCHMELZE GMBH & CO
KG (VACS); DOERING W (DOER-I); HAUSCH G (HAUS-I); WEBER H (WEBE-I)

Inventor: DOERING W; HAUSCH G; WEBER H

Number of Countries: 022 Number of Patents: 005

Patent Family:

Patent No	Kind	Date	Applicat No	Kind	Date	Week
DE 10001650	A1	20010726	DE 10001650	A	20000117	200151 B
WO 200153556	A1	20010726	WO 2001EP498	A	20010117	200151
EP 1255873	A1	20021113	EP 2001901158	A	20010117	200282
			WO 2001EP498	A	20010117	
US 20030091458	A1	20030515	WO 2001EP498	A	20010117	200335 N
			US 2002168228	A	20020916	
US 6793745	B2	20040921	WO 2001EP498	A	20010117	200462
			US 2002168228	A	20020916	

Priority Applications (No Type Date): DE 10001650 A 20000117; US 2002168228
A 20020916

Patent Details:

Patent No	Kind	Lan	Pg	Main IPC	Filing Notes
DE 10001650	A1		8	C22C-038/40	
WO 200153556	A1	G		C22C-038/50	
Designated States (National): JP US					
Designated States (Regional): AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LU MC NL PT SE TR					
EP 1255873	A1	G		C22C-038/50	Based on patent WO 200153556
Designated States (Regional): AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU MC NL PT SE TR					
US 20030091458	A1			C22C-038/00	
US 6793745	B2			C22C-038/50	Based on patent WO 200153556

Abstract (Basic): DE 10001650 A1

NOVELTY - High strength hardenable corrosion-resistant spring steel consists of (in wt.%): 6.0-9.0 nickel, 11.0-15.0 chromium, 0.1-0.3 titanium, 0.2-0.3 beryllium, and a balance of iron. The steel has a martensitic temperature Ms of at least 130 degrees C and a ferrite content of less than 3%.

DETAILED DESCRIPTION - An INDEPENDENT CLAIM is also included for a

THIS PAGE BLANK (USPTO)



18 BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENT- UND
MARKENAMT

12 Offenlegungsschrift
10 DE 100 01 650 A 1

51 Int. Cl. 7:
C 22 C 38/40

21 Aktenzeichen: 100 01 650.2
22 Anmeldetag: 17. 1. 2000
43 Offenlegungstag: 26. 7. 2001

DE 100 01 650 A 1

71 Anmelder:
Vacuumschmelze GmbH, 63450 Hanau, DE
74 Vertreter:
Patentanwälte Westphal, Mussnug & Partner,
78048 Villingen-Schwenningen

72 Erfinder:
Weber, Hartwin, 63450 Hanau, DE; Döring,
Waldemar, 63594 Hasselroth, DE; Hausch, Gernot,
63505 Langenselbold, DE

56 Entgegenhaltungen:
DE-AS 11 86 889
CH 3 71 476
CH 3 20 815
CH 2 65 255
EP 07 73 307 A1
EP 02 10 035 A1
JP 49-1 19 814 A1

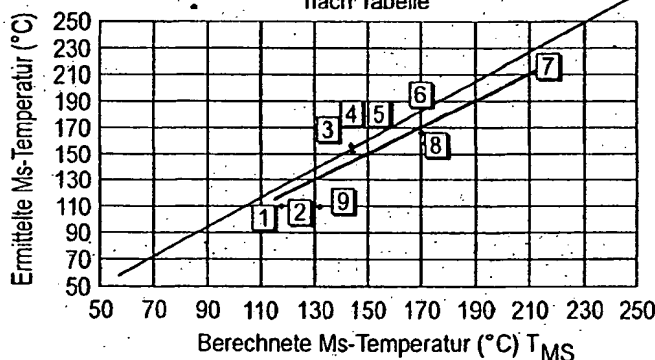
Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen

Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

54 Federstahl vom Maraging-Typ

57 Es wird ein hochfester aushärtbarer, korrosionsbeständiger Federstahl vom Maraging-Typ vorgestellt, der im wesentlichen aus 6,0 bis 9,0 Gew.-% Ni, 11,0 bis 15,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 0,3 Gew.-% Ti, 0,2 bis 0,3 Gew.-% Be sowie Rest Fe besteht, dessen Martensit-Temperatur $M_s \geq 130^\circ\text{C}$ ist und der einen Ferritgehalt c_{Ferrit} kleiner 3% aufweist.

Vergleich M_s -Temperatur an verschiedenen Zuständen nach Tabelle



DE 100 01 650 A 1

Die Erfindung betrifft einen hochfesten, aushärtbaren, korrosionsbeständigen Federstahl vom Maraging-Typ.

- Dabei handelt es sich um im lösungsgeglühten Zustand vollständig martensitische Legierungen, die durch eine Wärmebehandlung aushärtbar sind. Diese Legierungen weisen eine gute isotope Umformbarkeit vor dem Aushärten aus. Nach dem Aushärten weisen diese Legierungen sehr hohe Festigkeiten, Härten, Biegewechselfestigkeiten sowie Relaxationsbeständigkeiten $< 300^{\circ}\text{C}$ auf. Solche Legierungen sind beispielsweise aus der EP 0 773 307 A1 und aus der JP-A-49 119 814 bekannt.

- Diese Federstähle vom Maraging-Typ unterscheiden sich prinzipiell von metastabilen austenitischen bzw. von semiaustenitischen Stählen durch ihre Martensit-Temperatur. Bei den metastabilen austenitischen bzw. semiaustenitischen Federstählen liegt die Martensit-Temperatur ungefähr bei/oder unter Raumtemperatur. Solche metastabilen austenitischen bzw. semiaustenitischen Stähle sind beispielsweise aus der EP 0 210 035 A1 bekannt.

- Diese Stähle benötigen eine erhöhte Kaltverformung, um Verformungsmartensit zu bilden. Sie haben den entscheidenden Nachteil, daß bei der Herstellung von Drähten und Bändern die Duktilität durch die erhöhte Kaltverformung vor der eigentlichen Aushärtung sehr stark reduziert ist. Insbesondere bei der Herstellung von Bändern bildet sich eine sogenannte Verformungstextur aus, die eine isotope Umformbarkeit verhindert. Unter einer isotropen Umformbarkeit wird hier und im folgenden verstanden, daß eine vergleichbare Umformbarkeit sowohl parallel als auch senkrecht zur Walzrichtung gegeben ist.

- Gerade eine solche isotope Umformbarkeit ist aber bei der Verwendung von Federstählen für Federelemente, die mehrere Funktionen gleichzeitig erfüllen sollen, zwingend erforderlich.

- Aus der eingangs erwähnten JP-A-49 119 814 ist ein hochfester, korrosionsbeständiger Federstahl bekannt, der Nickel und Chrom im Bereich (2,5; 14), (10,2; 14), (7,3; 18) und (2,5; 18) auf dem (Nickel;-Chrom)-Gewichts.-%-Diagramm enthält mit Rest Eisen. Für die Warmverarbeitung empfiehlt die JP-A-49 119 815 wenigstens eines der Elemente Molybdän, Titan, Kupfer, Wolfram und Zirkon in einem Gesamtanteil von weniger als 0,5 Gew.-%. Zur Aushärtung werden Beryllium-Gehalte größer 0,3 Gew.-% empfohlen. Es hat sich gezeigt, daß bei einer Verwendung von Beryllium-Gehalten größer 0,3 Gew.-% auch unter Verwendung der gelchrten Titanzusätze die Legierung nicht warm verarbeitet werden konnte.

- Aus der eingangs erwähnten EP 773 307 A1 ist ein hochfester, korrosionsbeständiger Federstahl bekannt, der 6 bis 9 Gew.-% Nickel, 11 bis 15 Gew.-% Chrom, 0 bis 6 Gew.-% Kupfer und Kobalt sowie eine Kombination von Molybdän + 1/2 Wolfram im Bereich von 0,5 bis 6 Gew.-% und Beryllium im Bereich von 0,1 bis 0,5 Gew.-% enthält. Hier hat sich jedoch gezeigt, daß dieser Werkstoff nicht fertigungssicher ist, weil er fallweise zweiphasig ist, d. h., daß er neben Martensit auch hohe Anteile an Ferrit enthält. Dieser Ferritanteil jedoch führt zu unerwünschten mechanischen Eigenschaften. Zum einen kann ein hoher Ferritanteil bei den o. g. Zusammensetzungen bis zu Werten von 60% ansteigen und dadurch zu reduzierter Gitterverspannung und damit zu Härteeinbußen vor bzw. nach der Aushärtung führen. Zum anderen kann der Ferrit bei Wärmebehandlungen im ungünstigen Temperaturbereich zwischen Aushärtung und Lösungsglühen in eine spröde Theta-Phase und in Austenit zerfallen, der sich dann beim Abkühlen zu Martensit umwandelt. Dieser Zerfall führt zu großen Einbußen in der Duktilität.

- Des weiteren liegt die Martensit-Temperatur bei den o. g. Zusammensetzungen fallweise zu niedrig, z. B. -40°C . Und selbst bei Zusammensetzungen mit Martensit-Temperaturen, die unter normalen Bedingungen bei ca. 100°C lagen, konnte fallweise eine vollständige Umwandlung des Austenit in Martensit nicht erfolgen. Dabei hat sich erwiesen, daß die Glüh-Temperatur und -dauer und die Abschreckgeschwindigkeit kritische Verarbeitungsparameter waren. Dies führt zu sehr starken Härteeinbrüchen im ausgehärteten Zustand und deutlichen Qualitätsschwankungen in der Fertigung.

- Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist es daher, einen hochfesten, aushärtbaren, korrosionsbeständigen Federstahl vom Maraging-Typ bereitzustellen, der leicht zu fertigen ist, so daß die hergestellten Stähle keine Qualitätsschwankungen aufweisen.

Erfindungsgemäß wird die Aufgabe durch einen hochfesten, aushärtbaren, korrosionsbeständigen Federstahl vom Maraging-Typ gelöst, der dadurch gekennzeichnet ist,

- daß der Federstahl im wesentlichen aus
 - 6,0 bis 9,0 Gew.-% Ni
 - 11,0 bis 15,0 Gew.-% Cr
 - 0,1 bis 0,3 Gew.-% Ti
 - 0,2 bis 0,3 Gew.-% Be
 - Rest Fe
- besteht,
- daß der Federstahl eine Martensit-Temperatur $M_s > 130^{\circ}\text{C}$ aufweist und
- daß der Ferritgehalt des Federstahls $c_{\text{Ferrit}} < 3\%$ beträgt.

- Typischerweise können bis zu 50% des Nickelgehaltes durch Kobalt ersetzt werden und bis zu 35% des Chromgehaltes durch Molybdän und/oder Wolfram.

In einer Fortbildung der vorliegenden Erfindung kann der Federstahl bis zu 4 Gew.-% Kupfer enthalten, um die Korrosionsbeständigkeit i. b. gegen Lochfraß noch weiter zu steigern.

Der Federstahl kann wenigstens eines der Elemente Mangan, Silizium, Aluminium oder Niob in individuellen Anteilen von weniger als 0,5 Gew.-% enthalten.

- Um einen qualitativ hochwertigen Federstahl zu erreichen, weist der erfindungsgemäße Federstahl wenigstens eines der Elemente Kohlenstoff, Stickstoff, Schwefel, Phosphor, Bor, Wasserstoff oder Sauerstoff in individuellen Anteilen von weniger als 0,1 Gew.-% auf. Werden diese Anteile überschritten, so kommt es zu unerwünschten Karbid-, Borid- oder Nitridausscheidungen, die die physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs negativ beeinflussen.

In einer bevorzugten Ausführung enthält der Federstahl bis zu 0,1 Gew.-% Cer oder Cermischmetall als Desoxidationszusatz.

Um die Komponenten für die Legierungsschmelze korrekt einzustellen, hat sich ergeben, daß die Martensit-Temperatur, die oberhalb 130°C gemäß der vorliegenden Erfindung liegen muß, durch Gleichung (1) angegeben werden kann:

$$M_s = [629,45 - 16,8(Cr + 1,2Mo + 0,6W) - 24,5(Ni + 0,15Co) - 13,2Mn - 11,2Si - 670(C + N)]^{\circ}C \quad (1)$$

Der Ferritanteil kann gemäß Gleichung (2) eingestellt werden in Gew.-%:

$$c_{Ferrit} = [11,8Si + 7,92(Cr + Mo + 1/2W) + 15,84Ti - 2,91Mn - 5,83(Ni + 0,3Co) - 174,9(C + N) - 77,08] \quad (2)$$

Erfindungsgemäß darf der Ferritgehalt 3% nicht übersteigen, da es sonst zu spröden Theta-Phasen oder zu großen Härteeinbußen führen kann.

Ein Vergleich der berechneten zu den ermittelten Werten für die Martensit-Temperatur und den Ferritgehalt ist den Fig. 1 und 2 zu entnehmen. Die in den Fig. 1 und 2 gezeigten Legierungen sind in ihren Zusammensetzungen in der folgenden Tabelle aufgeführt.

Nr.	Elemente										Ms-T (°C)	Ferrit- Anteil (%)	HV n. Aush.
	Fe	Ni	Cr	Mo	Be	Si	Mn	Ti	N	C			
1	Rest	7,75	12,20	5,00	0,25	0,08	0,22	0,27			114	15	640
2	Rest	7,80	12,20	5,00	0,17	0,08	0,20	0,15			117	8	595
3	Rest	7,00	11,60	5,00	0,24	0,08	0,21	0,30			142	5	640
4	Rest	7,75	11,00	4,50	0,25	0,08	0,20	0,29			143	5	640
5	Rest	7,40	11,60	4,60	0,25	0,08	0,19	0,29			143	11	640
6	Rest	7,80	12,20	2,00	0,25	0,08	0,20	0,25			170	0	640
7	Rest	7,80	12,20	0,00	0,25	0,08	0,20	0,25			214	0	640
8	Rest	7,80	13,65	1,15	0,19	0,19	0,29	0,19			172	0	640
9	Rest	7,80	13,95	1,35	0,20	0,38	0,47	0,29	0,024	0,020	132	0	640

Die Vickers-Härten der in den Fig. 1 und 2 gezeigten Legierungszusammensetzungen erreichten alle Vickers-Härten größer 590 nach einer zweistündigen Wärmebehandlung bei 470°C.

Die vorliegenden Legierungen werden typischerweise durch Gießen einer Schmelze in einem Tiegel oder Ofen unter Vakuum oder unter einer Schutzgasatmosphäre hergestellt. Die Schmelztemperaturen liegen dabei bei ca. 1500°C. Danach erfolgt ein Abguß in eine Kokille. Die Gußbarren aus den vorliegenden Legierungen werden dann bei einer Temperatur von ungefähr 1000°C bis 1200°C vorgeblockt und dann zu einem Band bei 900°C $\leq T_1 \leq 1150^{\circ}C$ warmverformt. Die niedrigen Warmwalz-Temperaturen werden gewählt, um die an freiem Be verarmten Randzonen zu minimieren. Danach findet ein erstes Lösungsglühen (Homogenisieren) des Bandes je nach Wahl der Glühdauer bei 850°C $\leq T_2 \leq 1100^{\circ}C$ statt. Nach einem Abkühlen des Bandes auf eine Temperatur von $T_3 \leq 300^{\circ}C$ wird das Band bei einer Temperatur, die ungefähr der Raumtemperatur entspricht, kaltverformt und geschliffen mit dem Ziel, die an freiem Be verarmte Randzone vollständig zu entfernen. Danach findet ein zweites Lösungsglühen bei 850°C $\leq T_5 \leq 1100^{\circ}C$ statt mit dem Ziel, ein feinkörniges Austenit-Gefüge zu erhalten.

In einer ersten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung findet nach dem zweiten Lösungsglühen eine Wärmebehandlung des Bandes bei 400°C $\leq T_6 \leq 550^{\circ}C$ statt. Die Wärmebehandlung wird 0,25 h bis 10 h vorgenommen. Das Lösungsglühen kann eine Minute bis 6 h erfolgen, und es kann langsam abgekühlt bzw. schroff abgeschreckt werden; d. h. die Abschreckungsgeschwindigkeit hat einen relativ geringen Einfluß.

In einer alternativen Ausführungsform der vorliegenden Erfindung findet jedoch zur Erzielung einer höheren Härte nach dem zweiten Lösungsglühen eine zweite Kaltverformung bei einer Temperatur, die ungefähr der Raumtemperatur entspricht, statt. Die isotope Umformbarkeit wird hiervon nicht sehr betroffen wegen der geringen Verfestigung und Texturausbildung dieser hier behandelten Maraging-Legierungen. An die zweite Kaltverformung schließt sich dann erst die Wärmebehandlung bei 400°C $\leq T_6 \leq 550^{\circ}C$ an.

Mit dem erfindungsgemäßen Verfahren wurden Federelemente hergestellt, die Vickers-Härten HV > 590 aufwiesen, sehr hohe Festigkeiten (Festigkeiten größer 1900 N/mm²) aufwiesen.

Die Korrosionsbeständigkeit wurde im ausgehärteten Zustand durch Feuchtigkeits- und Salznebeltests untersucht. Bei relativen Luftfeuchtigkeiten von 90% wurde nach 28 Tagen bei 50°C kein Korrosionsangriff festgestellt. Ebenso wurde kein Korrosionsangriff nach einem Tag Salznebel an den Federelementen festgestellt.

Die Herstellung eines erfindungsgemäßen Federstahls wird nun anhand des folgenden bevorzugten Ausführungsbeispiels eingehend beschrieben:

Eine Legierung mit 7,8 Gew.-% Ni, 13,0 Gew.-% Cr, 1,0 Gew.-% Mo, 0,2 Gew.-% Si, 0,3 Gew.-% Mn, 0,25 Gew.-% Be, 0,2 Gew.-% Ti sowie Rest Fe wurde unter Vakuum erschmolzen und bei einer Temperatur von ungefähr 1500°C in eine Rundkokille abgegossen.

Der Abguß wurde bei einer Temperatur von ungefähr 1200°C vorgeblockt und anschließend bei einer Temperatur von ungefähr 1100°C zu einem Band gewalzt. Die Martensit-Temperatur M_s lag bei der erschmolzenen Legierung bei ungefähr 156°C. Der Ferritgehalt c_{Ferrit} war 0.

Nach einem Lösungsglühen bei ungefähr 1000°C wurde das Material anschließend bei Raumtemperatur kaltgewalzt und einem zweiten Lösungsglühen bei wiederum 1000°C unterworfen und anschließend wiederum bei Raumtemperatur kaltverformt.

Die Fig. 3 und 4 zeigen die mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Kaltverformung der so behandelten Legierung vor und nach der Aushärtung, die durch eine Wärmebehandlung erfolgt.

Die Dehnung ist bei diesen schwach verfestigenden Legierungen ein schlechtes Maß für die Duktilität. Aussagekräftiger sind die Biegeradien vor der Aushärtung.

Die gefundenen Werte sind für die "schwere" Richtung, d. h. für die Biegeachse parallel zur Walzrichtung, in der Fig. 5 wiedergegeben und mit den Festigkeiten nach der Aushärtung verknüpft und des weiteren mit zwei Legierungen aus dem Stand der Technik verglichen. Die erfindungsgemäße Legierung ist hier mit dem Bezugszeichen 1 versehen, wohingegen die beiden Stand der Technik-Legierungen mit den Bezugszeichen 2 und 3 versehen sind. Die Legierung 2 aus dem Stand der Technik ist ein rostfreier Federstahl 1.4310 (X12 Cr Ni 17 7) des Typs metastabiler Austenit. Die Legierung 3 ist der austenitische Federwerkstoff Ni2Be, der unter dem Handelsnamen Beryvac 520 von der Vacuumschmelze GmbH vertrieben wird.

Die Biegeradien in der "leichten" Richtung, d. h. also Biegeachse senkrecht zur Walzrichtung, haben zumindest gleichwertige bzw. auch bessere Werte.

Aus der Fig. 5 wird die Überlegenheit des Federstahls vom Maraging-Typ gemäß der vorliegenden Erfindung gegenüber den eingangs erwähnten metastabil austenitischen bzw. semiaustenitischen Federstählen deutlich.

Die anschließende Aushärtung erfolgt über eine Wärmebehandlung bei einer Zeitdauer von zwei Stunden bei einer Temperatur von 470°C.

Patentansprüche

1. Hochfester, aushärtbarer, korrosionsbeständiger Federstahl vom Maraging-Typ, mit isotroper Umformbarkeit **dadurch gekennzeichnet**,
 - daß der Federstahl im wesentlichen aus
 - 6,0 bis 9,0 Gew.-% Ni
 - 11,0 bis 15,0 Gew.-% Cr
 - 0,1 bis 0,3 Gew.-% Ti
 - 0,2 bis 0,3 Gew.-% Be
 - Rest Fe besteht,
 - daß der Federstahl eine Martensittemperatur $M_s \geq 130^\circ\text{C}$ aufweist und
 - daß der Federstahl einen Ferritgehalt $c_{\text{Ferrit}} < 3\%$ aufweist.
2. Federstahl nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß bis zu 50% des Nickelgehaltes durch Kobalt ersetzt sind.
3. Federstahl nach Anspruch 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß bis zu 35% des Chromgehaltes durch Molybdän und/oder Wolfram ersetzt sind.
4. Federstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Federstahl bis zu 0,1 Gew.-% Cer oder Cermischmetall als Desoxidationszusatz enthält.
5. Federstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß der Federstahl bis zu 4 Gew.-% Kupfer enthält.
6. Federstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 5, dadurch gekennzeichnet, daß der Federstahl wenigstens eines der Elemente Mangan oder Silizium in individuellen Anteilen von weniger als 0,5 Gew.-% enthält.
7. Federstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, daß der Federstahl wenigstens eines der Elemente C, N, S, P, B, H oder O in individuellen Anteilen von weniger als 0,1 Gew.-% enthält.
8. Federstahl nach einem der Ansprüche 6 oder 7, dadurch gekennzeichnet, daß der Federstahl eine Martensit-Temperatur $T_{M_s} = [629,45 - 6,8(\text{Cr} + 1,2\text{Mo} + 0,6\text{W}) - 24,5(\text{Ni} + 0,15\text{Co}) - 13,2\text{Mn} - 11,2\text{Si} - 670(\text{C} + \text{N})]$ °C aufweist.
9. Federstahl nach einem der Ansprüche 6 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß der Federstahl einen Ferritgehalt $c_{\text{Ferrit}} = [11,8\text{Si} + 7,92(\text{Cr} + \text{Mo} + 1/2\text{W}) + 15,84\text{Ti} - 2,91\text{Mn} - 5,83(\text{Ni} + 0,3\text{Co}) - 174,9(\text{C} + \text{N}) - 77,08]\%$ aufweist.
10. Verfahren zum Herstellen eines isotrop biegbaren Federstahles mit einer Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 9, gekennzeichnet durch folgende Verfahrensschritte:
 - a) Erschmelzen der Legierung unter Vakuum oder Schutzgas und anschließendes Gießen zu einem Gußblock;
 - b) Warmverformen des Gußblockes zu einem Band bei $900^\circ\text{C} \leq T_1 \leq 1150^\circ\text{C}$;
 - c) erstes Lösungsglühen des Bandes bei $850^\circ\text{C} \leq T_2 \leq 1100^\circ\text{C}$;
 - d) Abkühlen des Bandes auf eine Temperatur von $T_3 \leq 300^\circ\text{C}$;
 - e) Kaltverformen und Schleifen des Bandes zum Abtrag der Beryllium-verarmten Randzone;
 - f) zweites Lösungsglühen bei $850^\circ\text{C} \leq T_5 \leq 1100^\circ\text{C}$.
11. Verfahren nach Anspruch 10, gekennzeichnet durch folgende weitere Verfahrensschritte:
 - g) Wärmebehandlung des Bandes bei $400^\circ\text{C} \leq T_6 \leq 550^\circ\text{C}$.

FIG 1

Vergleich Ms-Temperatur an verschiedenen Zuständen
nach Tabelle

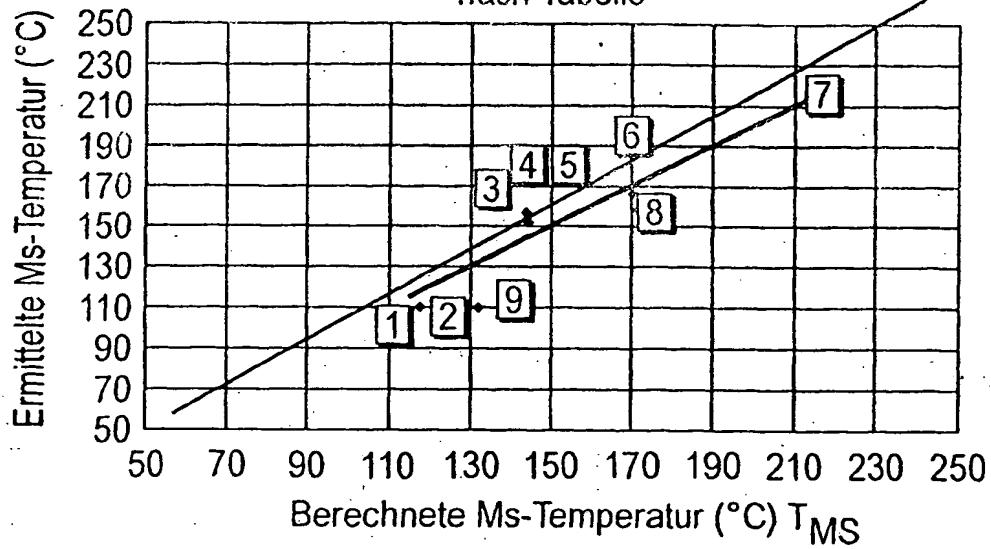
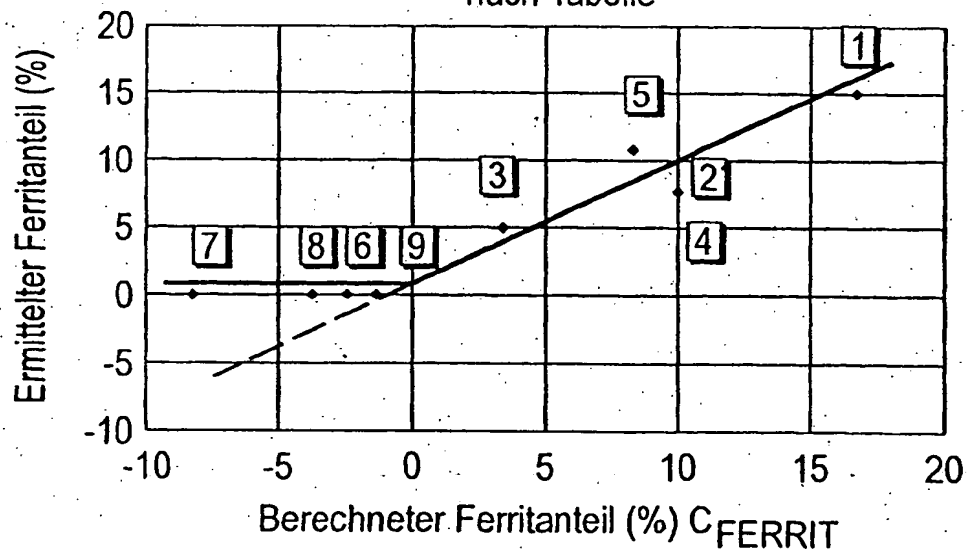


FIG 2

Vergleich Ferritanteile an verschiedenen Zuständen
nach Tabelle



12. Verfahren nach Anspruch 10, gekennzeichnet durch folgende weitere Verfahrensschritte:
 f₂) zweites Kaltverformen;
 g) Wärmebehandlung bei $400^{\circ}\text{C} \leq T_6 \leq 550^{\circ}\text{C}$.

Hierzu 3 Seite(n) Zeichnungen

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

FIG 3

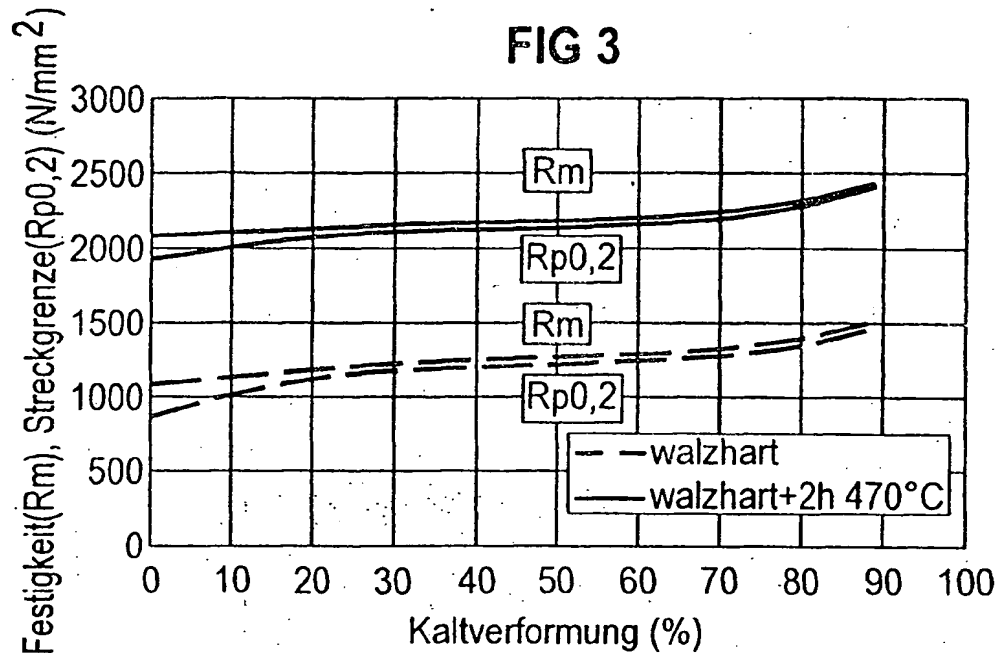


FIG 4

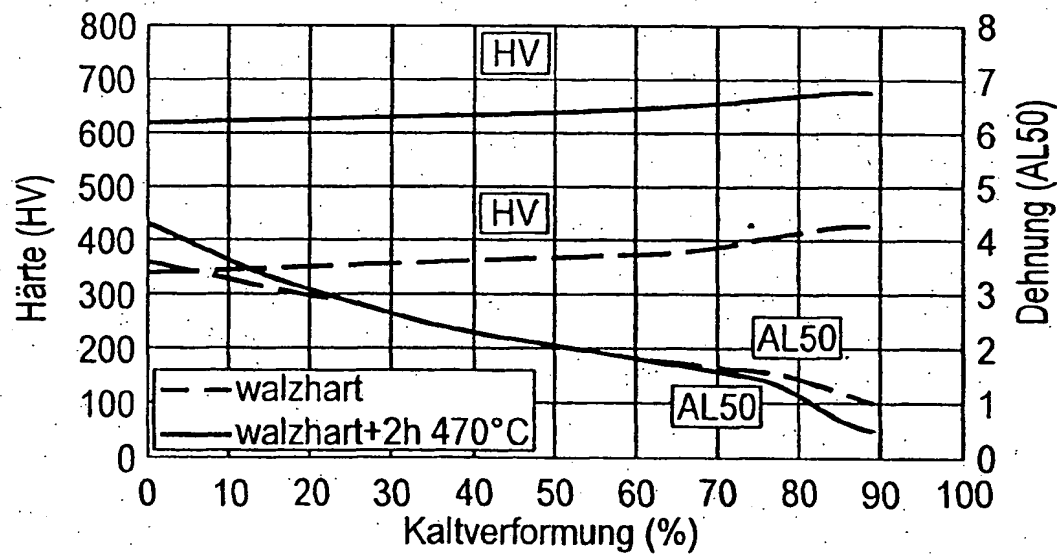


FIG 5

Empfohlene kleinste Biegeradien vor der Aushärtung für
verschiedene Legierungen in Abhängigkeit der Festigkeit nach
Wärmebehandlung

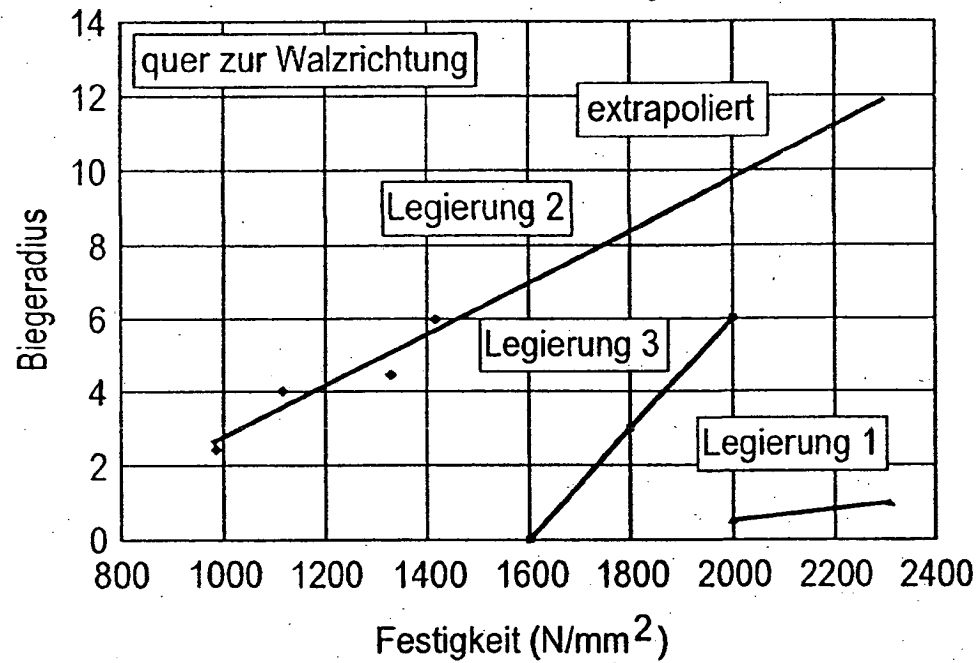
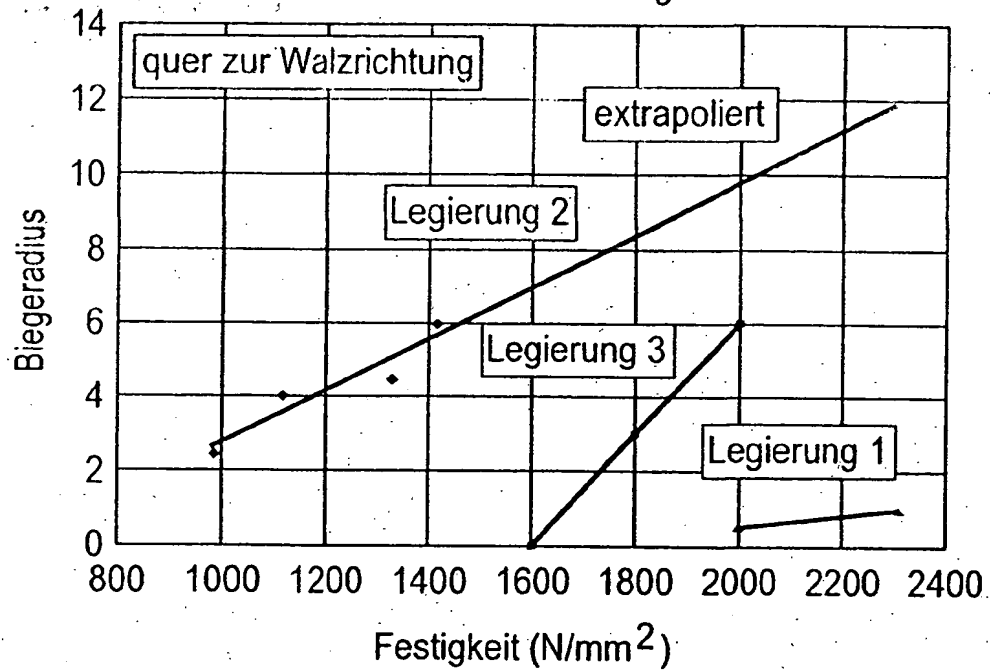


FIG 5

Empfohlene kleinste Biegeradien vor der Aushärtung für
verschiedene Legierungen in Abhängigkeit der Festigkeit nach
Wärmebehandlung



THIS PAGE BLANK (USPTO)